

PCT/JP03/08006

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

14.07.03

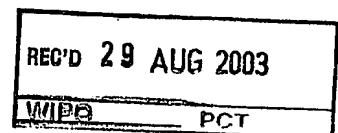
別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office.

出願年月日 2003年 6月19日
Date of Application:

出願番号 特願2003-175093
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP2003-175093]

出願人 新日本製鐵株式会社
Applicant(s):



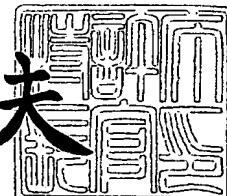
PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

CERTIFIED COPY OF
PRIORITY DOCUMENT

2003年 8月15日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



出証番号 出証特2003-3066471

BEST AVAILABLE COPY

【書類名】 特許願
【整理番号】 PG150619-3
【提出日】 平成15年 6月19日
【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
C22C 38/06

【発明者】

【住所又は居所】 愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株式会社名古屋
製鐵所内

【氏名】 野中 俊樹

【発明者】

【住所又は居所】 愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株式会社名古屋
製鐵所内

【氏名】 谷口 裕一

【発明者】

【住所又は居所】 愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株式会社名古屋
製鐵所内

【氏名】 水谷 政昭

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式会社技術開
発本部内

【氏名】 藤田 展弘

【特許出願人】

【識別番号】 000006655

【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】

【識別番号】 100078101

【弁理士】

【氏名又は名称】 綿貫 達雄

【選任した代理人】

【識別番号】 100059096

【弁理士】

【氏名又は名称】 名嶋 明郎

【選任した代理人】

【識別番号】 100085523

【弁理士】

【氏名又は名称】 山本 文夫

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 038955

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 成形性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.03~0.20%、

Si : 0.005 ~0.3 %、

Mn : 1.0 ~3.1 %、

P : 0.001 ~0.06%、

S : 0.001 ~0.01%、

N : 0.0005~0.01%、

Al : 0.2 ~1.2 %

Mo≤0.5 %

B : 0.0005~0.002 %を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、

さらに、Si、Alの質量%と、狙いの強度値(TS)とが、下記(A)式を満足し、かつ、B、Mn、Alの質量%が下記(B)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

$$(0.0012 \times [TS \text{ 狙い値}] - 0.29 - [Si]) / 2.45 < Al < 1.5 - 3 \times [Si] \dots \text{(A)}$$

ここに、[TS 狙い値]は鋼板の強度設計値で単位はMPa、[Si]はSiの質量%

$$500 \times [B] + [Mn] + 0.2[Al] < 2.9 \dots \text{(B)}$$

ここに[B]はBの質量%、[Mn]はMnの質量%、[Al]はAlの質量%

【請求項 2】

さらに、

V : 0.01~0.1 %、

Ti : 0.01~0.1 %、

Nb : 0.005 ~0.05%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

さらに、

C a : 0.0005~0.005 %、

R E M : 0.0005~0.005 %のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】 請求項1～3のいずれかに記載の高強度鋼板であって、フェライト粒の中で、粒径の短径／長径の値が0.2以上のものが、50%以上を占める成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項5】 請求項1～4のいずれかに記載の高強度鋼板が、熱延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項6】 鋼板に亜鉛メッキの表面処理を施したことを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の成形加工性に優れた高強度鋼板。

【請求項7】 請求項1～請求項6のいずれかに記載の高強度鋼板の製造方法であって、Ar₃点以上の仕上温度で熱間圧延を施し、400℃～550℃で捲取り、次いで、通常の酸洗の後、圧下率を30～70%として一次冷間圧延後、連続焼鈍工程で再結晶焼鈍を施し、次いで、調質圧延を施した成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項8】 請求項7に記載の高強度鋼板の製造方法であって、焼鈍工程においてAc₁以上Ac₃+100℃以下の温度域に加熱し、30秒以上30分以下保持した後、(C)式を満たすX℃/s以上の冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$X \geq (Ac_3 - 500) / 10a \quad \dots \quad (C)$$

$$a = 0.6[C] + 1.4[Mn] + 3.7[Mo] - 0.87$$

ここに、Xは冷却速度で単位は℃/s

Ac₃の単位は℃

[C]はCの質量%、[Mn]はMnの質量%、[Mo]はMoの質量%

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、成形性に優れた高強度鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

- 【特許文献1】 特開昭61-157625号公報
- 【特許文献2】 特開平10-130776号公報
- 【特許文献3】 特開平5-247586号公報
- 【特許文献4】 特開2000-345288号公報
- 【特許文献5】 特開昭57-155329号公報

【0003】

近年、自動車の燃費向上のため、車体の軽量化がより一層要求されている。車体の軽量化のためには、強度の高い鋼材を使用すれば良いが、強度が高くなるほど、プレス成形が困難となる。これは、一般に鋼材の強度が高くなるほど、鋼材の降伏応力が増大し、更に伸びが低下するからである。

これに対し、伸びの改善に対しては残留オーステナイトの加工誘起変態を利用した鋼板（以下TRIP鋼）などが発明されており、例えば、特開昭61-157625号公報や特開平10-130776号公報に開示されている。

【0004】

しかし、通常のTRIP鋼板は、多量のSi添加が必須であり鋼板表面の化成処理性や溶融亜鉛メッキ性が悪化するため適用可能な部材は制限される。更に、残留オーステナイト鋼において高強度を確保するためには多量のC添加が必要であり、ナゲット割れ等の溶接上の問題がある。

【0005】

鋼板表面の化成処理性や溶融亜鉛メッキ性については、残留オーステナイトTRIP鋼のSi低減を目的とした発明が特開平5-247586号公報や特開2000-345288号公報に開示されているが、この発明では化成処理性や溶融亜鉛メッキ性と延性の向上は望めるものの、前述の溶接性の改善は望めないうえ、引張り強度980MPa以上のTRIP鋼板では、非常に高い降伏応力となるためプレス時等での形状凍結性が悪化するという問題点があった。また引張り強さ980MPa以上の高強度鋼板には遅れ破壊発生の懸念がある。TRIP鋼板は残留オーステナイト量が多いため、加工時に誘起変態して生成されたマルテンサイト相とその周囲

の相との界面に、ボイド及び転位が多く発生し、このような場所に水素が集積し、遅れ破壊が発生するという問題点もある。

【0006】

また、降伏応力を低減させる技術として、特開昭57-155329号公報に開示されているような、フェライトを含むDual Phase鋼（以下DP鋼という）が従来から知られているが、再結晶焼鈍後の冷却速度が30°C/s以上が必要であり、一般的な溶融亜鉛めっきラインでは不十分である。また鋼板の対象が引張り強さで 100kg/mm² までであり、必ずしも十分な成形性を有する高強度鋼板は実現していなかった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、成形性と化成処理性及び亜鉛メッキ性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することを課題とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】

まず、本発明の技術思想を説明する。

本発明者らは、成形性に優れた高強度鋼板を鋭意検討した結果、鋼成分の最適化、すなわち、Si、Al、Tsのバランスを特定範囲とし、特にAl添加量を調整することで、降伏応力の低いDP鋼において、これまで以上の伸びが確保できる高強度鋼板を工業的に製造できることを見出した。

【0009】

本発明の鋼板は従来の残留オーステナイト鋼並に準ずる程度に延性が向上し、また、Siを低減することにより化成処理性や溶融亜鉛メッキ性を向上させ、さらに合金化メッキをおこなっても特性が劣化することが少ない高強度鋼板を実現した。

さらに、遅れ破壊や二次加工脆性の問題が生じないように、不可避的に含まれる5%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まないDP鋼とした。

本発明の高強度鋼板は、590Mpaから1500Mpa の引張強度が実現できるが、980Mpa以上の高強度鋼板にて著しい効果を奏する。

【0010】

本発明は、以上のような技術思想に基づくものであり、特許請求の範囲に記載した以下の内容をその要旨とする。

(1) 質量%で、

C : 0.03~0.20%、

Si : 0.005 ~0.3 %、

Mn : 1.0 ~3.1 %、

P : 0.001 ~0.06%、

S : 0.001 ~0.01%、

N : 0.0005~0.01%、

Al : 0.2 ~1.2 %

Mo \leq 0.5 %

B : 0.0005~0.002 %を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、

さらに、Si、Alの質量%と、狙いの強度値 (TS) とが、下記 (A) 式を満足し、かつB、Mn、Alの質量%が下記 (B) 式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

$$(0.0012 \times [TS \text{ 狙い値}] - 0.29 - [Si]) / 2.45 < Al < 1.5 - 3 \times [Si] \dots \text{ (A)}$$

ここに、[TS 狙い値] は鋼板の強度設計値で単位はMPa、[Si] はSiの質量%

$$500 \times [B] + [Mn] + 0.2 [Al] < 2.9 \dots \text{ (B)}$$

ここに[B] はBの質量%、[Mn] はMnの質量%、[Al] はAlの質量%

(2) さらに、

V : 0.01~0.1 %、

Ti : 0.01~0.1 %、

Nb : 0.005 ~0.05%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする (1) に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

(3) さらに、

C a : 0.0005~0.005 %、

R E M : 0.0005~0.005 %のうち1種または2種を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

(4) (1)～(3)のいずれかに記載の高強度鋼板であって、フェライト粒の中で、粒径の短径／長径の値が0.2以上のものが、50%以上を占める成形性に優れた高強度鋼板。

(5) (1)～(4)のいずれかに記載の高強度鋼板が、熱延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

(6) 鋼板に亜鉛メッキの表面処理を施したことを特徴とする(1)～(5)のいずれかに記載の成形加工性に優れた高強度鋼板。

(7) (1)乃至(6)のいずれかに記載の高強度鋼板の製造方法であって、Ar₃点以上の仕上温度で熱間圧延を施し、400℃～550℃で捲取り、次いで通常の酸洗の後、圧下率を30～70%として一次冷間圧延後、連続焼鈍工程で再結晶焼鈍を施し、次いで、調質圧延を施した成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(8) (7)に記載の高強度鋼板の製造方法であって、焼鈍工程においてAc₁以上Ac₃+100℃以下の温度域に加熱し、30秒以上30分以下保持した後、(C)式を満たすX℃/s以上の冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$X \geq (Ac_3 - 500) / 10a \quad \dots (C)$$

$$a = 0.6[C] + 1.4[Mn] + 3.7[Mo] - 0.87$$

ここに、Xは冷却速度で単位は℃/s

Ac₃の単位は℃

[C]はCの質量%，[Mn]はMnの質量%，[Mo]はMoの質量%

【0011】

【発明の実施の形態】

以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。

まず、本発明の高強度鋼板の成分および金属組織の限定理由を説明する。

Cは、強度確保の観点から、またマルテンサイトを安定化する基本元素として

、必須の成分である。

Cが0.03%未満では強度が満足せず、またマルテンサイト相が形成されない。また、0.2%を超えると、強度が上がりすぎ、延性が不足するほか、溶接性の劣化を招くため工業材料として使用できない。

従って、本発明におけるCの範囲は、0.03～0.2%とし、好ましくは、0.06～0.15%である。

【0012】

Mnは強度確保の観点で添加が必要であることに加え、炭化物の生成を遅らせる元素でありフェライトの生成に有効な元素である。

Mnが1.0%未満では、強度が満足せず、またフェライトの形成が不十分となり延性が劣化する。

また、Mn添加量が3.1%を超えると、焼入れ性が必要以上に高まるため、マルテンサイトが多く生成し、強度上昇を招きこれにより、製品のバラツキが大きくなるほか、延性が不足し工業材料として使用できない。

従って、本発明におけるMnの範囲は、1.0～3.1%とした。

【0013】

Siは強度確保の観点で添加することに加え、通常、延性の確保のために添加される元素であるが、0.3%を超える添加により、化成処理性や溶融亜鉛メッキ性が劣化してしまう。従って、本発明におけるSiの範囲は、0.3%以下とし、さらに溶融亜鉛メッキ性を重視する場合には0.1%以下が好ましい。またSiは脱酸剤や焼入れ性向上のために添加されるが、0.005%未満では脱酸効果が十分でないため、下限を0.005%とする。

【0014】

Pは鋼板の強度を上げる元素として必要な強度レベルに応じて添加する。しかし、添加量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、P上限値は0.06%とする。下限を0.001%としたのは、これ以上低減させることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。

【0015】

Sは、MnSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素であり、鋼中に存在しない方が好ましい元素である。従って、上限を0.01%とする。下限を0.001%としたのは、Pと同様に、これ以上低減させることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。

【0016】

Alは、本発明において最も重要な元素である。Alは添加によりフェライトの生成を促進し、延性向上に有効に作用する他、多量添加によっても化成処理性や溶融亜鉛メッキ性を劣化させない元素である。また、脱酸元素としても作用する。

延性を向上させるためには0.2%以上のAl添加が必要である、一方、Alを過度に添加しても上記効果は飽和し、かえって鋼を脆化させるため、その上限を1.2%とした。

【0017】

Nは、不可避的に含まれる元素であるが、あまり多量に含有する場合は、時効性を劣化させるのみならず、AlN析出量が多くなってAl添加の効果を減少させるので、0.01%以下の含有が好ましい。また、不必要にNを低減することは製鋼工程でのコストが増大するので通常0.0005%程度以上に制御することが好ましい。

【0018】

高強度鋼板とするためには一般に多量の元素添加が必要となり、フェライト生成が抑制される。このため、組織のフェライト分率が低減し、第2相の分率が増加するため、特に980MPa以上のDP鋼においては伸びが著しく低下する。この改善のために、Si添加、Mn低減が多く用いられるが、前者は化成処理性や溶融亜鉛メッキ性が劣化すること、後者は強度確保が困難となることから、本発明の目的とする鋼板においては利用できない。そこで、発明者らは鋭意検討した結果、Alの効果を見出し、式(A)の関係を満たすAl、Si、TSバランスを有するとき、十分なフェライト分率を確保することができ、優れた伸びを確保できることを見出した。

$$(0.0012 \times [\text{TS 狹い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 2.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 \times [\text{Si}] \quad \dots \quad (\text{A})$$

ここに、[TS 狹い値]は鋼板の強度設計値で単位はMPa。[Si]はSiの質量%である。

Al添加量が $(0.0012 \times [\text{TS} \text{ 狹い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 2.45$ 未満となると、延性を向上させるために十分でなく、 $1.5 - 3 \times [\text{Si}]$ を超えてしまうと、化成処理性や溶融亜鉛メッキ性が悪化する。【図1】

【0019】

本発明の金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする理由は、このような組織をとる場合は、強度延性バランスに優れた鋼板となるからである。ここでいう、フェライトは、ポリゴナルフェライト、ベイネティックフェライトを差し、マルテンサイトは通常の焼き入れにより得られるマルテンサイトの他、600°C以下の温度にて焼戻しを行ったマルテンサイトにおいても効果は変わらない。また、組織中にオーステナイトが残存すると2次加工脆性や遅れ破壊特性が悪化するため、本発明では不可避的に存在する3%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まない。

【0020】

Moは強度確保と焼入れ性に効果のある元素である。過多のMoの添加はDPにおけるフェライト生成を抑制し、延性の劣化を招くほか、化成処理性や溶融亜鉛メッキ性を劣化させがあるので、上限を0.5%とした。

【0021】

Bは、焼入れ性確保とBNによる有効Alの増大を目的として、B:0.0005~0.002%の範囲で添加してもよい。フェライト分率を高くすることで優れた伸びは確保できるが、層状組織となり局部延性が低下することがある。Bを添加することでこれを防ぐことが可能となることを発明者らは見出した。しかし、Bの酸化物は化成処理や溶融亜鉛メッキ性を悪化させることが分かった。そこで検討した結果、式(B)の関係を満たすB、Mn、Alを有するとき、十分な化成処理性や溶融亜鉛めっき性を得ることを見出した。【図2】

$$500 \times [B] + [Mn] + 0.2[Al] < 2.9 \quad \dots \quad (B)$$

ここに[B]はBの質量%、[Mn]はMnの質量%、[Al]はAlの質量%

【0022】

V、Ti、Nbは、強度確保の目的でV:0.01~0.1%、Ti:0.01~0.1%、Nb

：0.005～0.05%の範囲で添加してもよい。

CaおよびREMは、介在物制御、穴抜け改善の目的で、Ca：0.0005～0.005%、REM：0.0005～0.005%の範囲で添加してもよい。

不可避的不純物として、例えば、Snなどがあるがこれら元素を0.01質量%以下の範囲で含有しても本発明の効果を損なうものではない。

【0023】

本発明の製造工程の限定理由は次の通りである。

製造方法は一般に行われている熱延鋼板、冷延鋼板、めっき鋼板の製造方法で構わない。

熱間圧延ではフェライト粒にひずみが過度に加わり加工性が低下するのを防ぐために熱間圧延をAr₃以上で行い、また、高温すぎても焼鈍後の再結晶粒径およびMgの複合析出または昇出物が必要以上に粗大化するため、940℃以下が望ましい。巻き取り温度については、高温にすれば再結晶や粒成長が促進され、加工性の向上が望まれるが、熱間圧延時に発生するスケール生成も促進され酸洗性が低下する点や、フェライトとパーライトが層状に生成することによりCが不均一に拡散するので、550℃以下とする。一方で低温になりすぎると硬化するため、冷間圧延時の負荷が高くなる。このため、400℃以上とする。

【0024】

酸洗後の冷間圧延は、圧下率が低いと鋼板の形状矯正が難しくなるため下限値を30%とする。また、70%を超える圧下率で圧延すると、鋼板のエッジ部に割れの発生及び形状の乱れのため上限値を70%とする。焼鈍工程では、Ac₁以上、Ac₃+100℃以下の温度で焼鈍する。これ未満では組織が不均一となる。一方、これ以上の温度では、オーステナイトの粗大化によりフェライト生成が抑制されるため伸びの劣化を招く。また、経済的な点から焼鈍温度は900℃以下が望ましい。この際、層状の組織を解消するためには30秒以上の保持が必要であるが、30分を超えると効果は飽和し生産性も低下する。従って、30秒以上30分以下とする。

【0025】

続いて、冷却終了温度を600℃以下の温度とする。600℃を超えるとオ-

ステナイトが残留しやすくなり、2次加工性、遅れ破壊の問題が生じ易くなる。

冷却速度が遅い場合、冷却中にパーライトが生成される。パーライトは伸びを低下するため、生成を回避することが必要である。そこで発明者らは検討した結果、式 (C) を満たすことで、伸びを確保することを見出した。〔図3〕

$$X \geq (Ac_3 - 500) / 10^a \quad \dots \quad (C)$$

$$a = 0.6[C] + 1.4[Mn] + 3.7[Mo] - 0.87$$

ここに、Xは冷却速度で単位は°C/s

Ac₃は単位は°C

[C]はCの質量%、[Mn]はMnの質量%、[Mo]はMoの質量%

本発明は、この熱処理の後、穴抜け性、脆性の改善を目的とした、600°C以下の焼戻し処理を行っても効果は変わらない。

【0026】

【実施例】

表1に示した成分組成を有する鋼を真空溶解炉にて製造し、冷却凝固後1200°Cまで再加熱し、880°Cにて仕上圧延を行い、冷却後500°Cで1時間保持することで、熱延の巻取熱処理を再現した。得られた熱延板を研削によりスケールを除去し、60%の冷間圧延した。その後連続焼鈍シミュレータを用い、770°C×60秒の焼鈍を行い、350°Cまで冷却した後、10~600秒その温度で保持したあと、さらに室温まで冷却した。

【0027】

表2は引張特性、メッキ性能、化成処理性を示すもので、引張特性は、JIS 5号引張試験片のL方向引張にて評価し、TS (MPa) × EL (%) の積が16000 MPa%以上を良好とした。金属組織は、光学顕微鏡で観察した。フェライトはナイタールエッティング。マルテンサイトはレペラーエッティングにより観察した。

【0028】

メッキ性能は溶融亜鉛メッキシミュレーターにより、上記同様の焼鈍条件を施した後、溶融亜鉛メッキを行い、目視にてメッキの付着状況を確認し、メッキ面の内90%以上の面積で均一に付着している場合を良好「○」、部分的に欠陥が

あるものを「×」とした。化成処理性は、通常の自動車用薬剤である、りん酸塩処理薬剤（Bt3080：日本パーカーライジング社製）を用いて標準仕様にて処理したのち、化成被膜の性状を肉眼、および走査型電子顕微鏡にて観察し、鋼板下地を緻密に被覆しているものを「○」、化成被膜に部分的に欠陥があるものを「×」とした。

表2の結果から認められるように、本発明による鋼板は溶融亜鉛メッキ性や化成処理性が優れ、かついずれも強度・延性バランスに優れる高強度鋼板を製造できる。

【0029】

一方、表1の成分範囲が本発明の範囲から外れる比較例、および、A1の範囲が（A）式を満足しない比較例（AH, AI）は、強度・延性バランスを示すTS×ELの値が18000Mpa%未満である、もしくは、メッキ評価及び化成処理評価が×となっている。また、（B）式を満足しない比較例（AJ, AK）は、メッキ評価及び化成処理評価が×となっている。また、（C）式を満足しない冷却速度で製造した比較例（AL, AM）は、強度・延性バランスを示すTS×ELの値が18000Mpa%未満である。

【0030】

【表1】

鋼種 記号	TS組 成	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Mo	V	Ti	Nb	Cr	B	(A)式 左辺		(B)式 右辺		(C)式 判定		冷却 速度				
															AI	判定	AI	判定	右辺	判定					
A 奥板列	550	0.039	0.177	1.11	0.016	0.009	0.005	0.953	0.02	—	—	—	—	—	0.079	0.953	0	0.970	1.30	0	2.9	124.7	O	180	
B " "	560	0.032	0.186	2.58	0.029	0.006	0.003	0.930	0.01	—	—	—	—	—	0.080	0.930	0	0.941	2.71	0	2.9	1.1	O	11	
C " "	570	0.044	0.100	2.34	0.039	0.002	0.008	0.293	0.15	—	—	—	—	—	0.120	0.299	0	1.199	2.40	0	2.9	0.5	O	4	
D " "	580	0.058	0.171	2.06	0.056	0.007	0.003	0.970	0.21	—	—	—	—	—	0.096	0.970	0	0.987	2.26	0	2.9	1.1	O	10	
E " "	580	0.058	0.160	1.10	0.033	0.002	0.008	0.896	0.16	—	—	—	—	—	0.100	0.896	0	1.019	1.28	0	2.9	3.64	O	166	
F " "	590	0.071	0.196	1.42	0.037	0.003	0.005	0.547	0.23	—	—	—	—	—	0.091	0.547	0	0.912	1.53	0	2.9	5.6	O	71	
G " "	640	0.082	0.089	1.15	0.016	0.004	0.005	1.139	0.14	—	—	—	—	—	0.159	1.139	0	1.232	1.38	0	2.9	38.8	O	152	
H " "	680	0.082	0.081	2.63	0.049	0.091	0.003	1.049	0.31	—	—	—	—	—	0.182	1.049	0	1.258	2.84	0	2.9	0.1	O	10	
I " "	700	0.083	0.055	1.84	0.007	0.006	0.007	0.500	0.28	—	—	—	—	—	0.202	0.500	0	1.334	1.94	0	2.9	0.8	O	12	
J " "	760	0.109	0.013	1.10	0.002	0.008	0.004	0.815	0.31	—	—	—	—	—	0.249	0.815	0	1.462	1.26	0	2.9	8.6	O	152	
K " "	780	0.110	0.122	2.64	0.057	0.009	0.002	0.731	0.15	—	—	—	—	—	0.214	0.731	0	1.135	2.78	0	2.9	0.2	O	3	
L " "	800	0.120	0.084	1.17	0.010	0.010	0.004	0.866	0.13	—	—	—	—	—	0.239	0.866	0	1.247	1.34	0	2.9	31.8	O	154	
M " "	840	0.120	0.148	1.19	0.016	0.008	0.006	1.000	0.28	—	—	—	—	—	0.233	1.000	0	1.057	1.39	0	2.9	9.1	O	156	
N " "	900	0.134	0.047	1.19	0.042	0.010	0.007	1.114	0.15	—	—	—	—	—	0.303	1.114	0	1.380	1.41	0	2.9	28.9	O	142	
O " "	920	0.140	0.042	1.71	0.021	0.006	0.005	0.780	—	—	—	—	—	—	0.315	0.780	0	1.374	1.86	0	2.9	15.3	O	71	
P " "	950	0.142	0.116	1.27	0.046	0.007	0.006	0.850	—	—	—	—	—	—	0.300	0.850	0	1.153	1.44	0	2.9	68.3	O	102	
Q " "	980	0.150	0.107	1.76	0.059	0.006	0.009	0.880	—	—	—	—	—	—	0.318	0.880	0	1.180	1.94	0	2.9	14.0	O	75	
R " "	1280	0.210	0.153	1.20	0.025	0.005	0.002	0.780	0.21	—	—	—	—	—	0.446	0.780	0	1.041	1.36	0	2.9	11.9	O	152	
S " "	1320	0.235	0.176	2.73	0.051	0.008	0.004	0.850	0.16	—	—	—	—	—	0.456	0.850	0	0.972	3.30	0	2.9	0.1	O	4	
T " "	950	0.122	0.275	1.27	0.046	0.007	0.006	0.650	0.02	0.05	—	—	—	—	—	0.235	0.650	0	0.675	1.40	0	2.9	52.9	O	124
U " "	1180	0.150	0.107	2.65	0.059	0.006	0.009	0.880	0.16	—	—	—	—	—	0.416	0.880	0	1.180	2.83	0	2.9	0.2	O	5	
V " "	1200	0.210	0.269	1.20	0.025	0.005	0.002	0.600	0.26	—	—	—	—	—	0.347	0.600	0	0.603	1.32	0	2.9	7.6	O	71	
W " "	1480	0.289	0.188	2.06	0.052	0.004	0.008	0.910	0.23	—	—	—	—	—	0.531	0.910	0	0.942	2.24	0	2.9	0.6	O	75	
X 出較列	500	0.009	0.202	1.03	0.007	0.010	0.006	0.856	0.15	—	—	—	—	—	0.044	0.856	0	0.894	1.201	0	2.9	53.2	O	129	
Y " "	1500	0.320	0.113	2.75	0.053	0.006	0.001	0.612	0.12	—	—	—	—	—	0.570	0.612	0	1.162	2.872	0	2.9	0.1	O	5	
Z " "	980	0.166	0.323	2.25	0.056	0.009	0.005	0.512	0.15	—	—	—	—	—	0.230	0.512	0	0.532	2.652	0	2.9	0.6	O	3	
AA " "	850	0.113	0.083	0.98	0.049	0.001	0.001	0.527	0.38	—	—	—	—	—	0.264	0.527	0	1.252	0.192	0	2.9	11.32	O	152	
AB " "	1180	0.164	0.285	3.14	0.020	0.004	0.004	0.526	0.21	—	—	—	—	—	0.343	0.526	0	0.644	3.243	x	2.9	0.0	O	3	
AC " "	780	0.125	0.267	2.06	0.070	0.003	0.001	0.337	0.16	—	—	—	—	—	0.155	0.337	0	0.700	2.125	0	2.9	1.0	O	5	
AD " "	580	0.058	0.131	2.59	0.082	0.020	0.006	0.377	0.23	—	—	—	—	—	0.117	0.377	0	1.006	2.572	0	2.9	0.1	O	3	
AE " "	680	0.031	0.145	1.15	0.011	0.020	0.020	0.273	0	—	—	—	—	—	0.111	0.273	0	1.064	1.205	0	2.9	89.8	O	120	
AF " "	1470	0.186	0.187	1.85	0.018	0.004	0.009	0.190	0.15	—	—	—	—	—	0.525	0.190	0	0.938	1.989	0	2.9	1.1	O	5	
AG " "	1470	0.193	0.220	2.53	0.035	0.003	0.002	1.810	0.22	—	—	—	—	—	0.512	1.810	↑	0.841	2.392	0	2.9	0.2	O	10	
AH 出較列	720	0.099	0.005	1.55	0.046	0.002	0.003	0.210	0.12	—	—	—	—	—	0.232	0.210	—	1.486	1.59	0	2.9	6.6	O	71	
AI " "	880	0.130	0.186	2.39	0.051	0.006	0.003	1.100	0.02	—	—	—	—	—	0.237	1.100	↑	0.941	2.61	0	2.9	1.7	O	5	
AJ " "	980	0.121	0.120	2.68	0.005	0.003	0.003	0.700	0.03	—	—	—	—	—	0.313	0.700	0	1.140	3.32	x	2.9	0.5	O	5	
AK " "	980	0.118	0.114	2.23	0	0.008	0.004	1.100	0.15	—	—	—	—	—	0.315	1.100	0	1.158	3.35	x	2.9	1.0	O	9	
AL " "	980	0.150	0.111	1.12	0	0.008	0.004	0.512	0.08	—	—	—	—	—	0.318	0.512	0	1.167	1.22	0	2.9	42.2	x	31	
AM " "	980	0.115	0.050	1.84	0.030	0.005	0.003	0.456	—	—	—	—	—	—	0.341	0.456	0	1.350	1.93	0	2.9	8.3	x	4	

【表2】

	実験 記号	TS	EL	TS × EL	(*)
実施例	1	549	33.1	18172	○
実施例	2	568	32.5	18460	○
実施例	3	582	31.9	18566	○
実施例	4	591	30.9	18262	○
実施例	5	584	31.2	18221	○
実施例	6	605	29.9	18090	○
実施例	7	632	30.1	19023	○
実施例	8	688	28.7	19746	○
実施例	9	695	27.2	18904	○
実施例	10	743	24.8	18426	○
実施例	11	812	23.2	18638	○
実施例	12	823	22.8	18810	○
実施例	13	852	21.5	18318	○
実施例	14	905	20.1	18191	○
実施例	15	899	20.5	18430	○
実施例	16	934	19.5	18213	○
実施例	17	1024	18.2	18637	○
実施例	18	1320	14.9	19668	○
実施例	19	1400	13.5	18900	○
実施例	20	965	19.9	19204	○
実施例	21	1230	15.8	19434	○
実施例	22	1220	15.3	18666	○
実施例	23	1520	12.2	18544	○
比較例	24	335	33.2	11122	○
比較例	25	1623	9.2	14932	○
比較例	26	985	19.5	19208	×
比較例	27	885	16.4	14514	×
比較例	28	1235	10.2	12597	○
比較例	29	795	20.1	15980	○
比較例	30	587	26.5	15556	○
比較例	31	557	28.4	15819	○
比較例	32	1470	7.1	10437	○
比較例	33	1480	11.2	16576	×
比較例	34	750	18.1	13575	○
比較例	35	899	20.2	18160	×
比較例	36	992	19.1	18947	×
比較例	37	1011	18.0	18198	×
比較例	38	1006	12.6	12876	○
比較例	39	1022	14.5	14819	○

(*)亜鉛メッキ性及び化成処理性

【0032】

【発明の効果】

本発明によれば、Si、Al、Tsのバランスを特定範囲とし、特にAl添加量を調整することで、降伏応力の低いD P鋼において、これまで以上の伸びが確保できる成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することができ、産業上有用な、著しい効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】 TS狙い値によるAlとSiの範囲を示す図である。

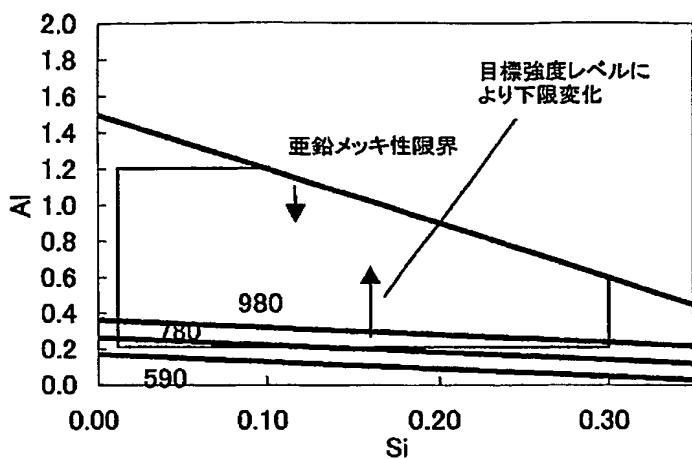
【図2】 化成処理性や溶融亜鉛メッキ性とAl, Mn, Bの関係を示した図

である。

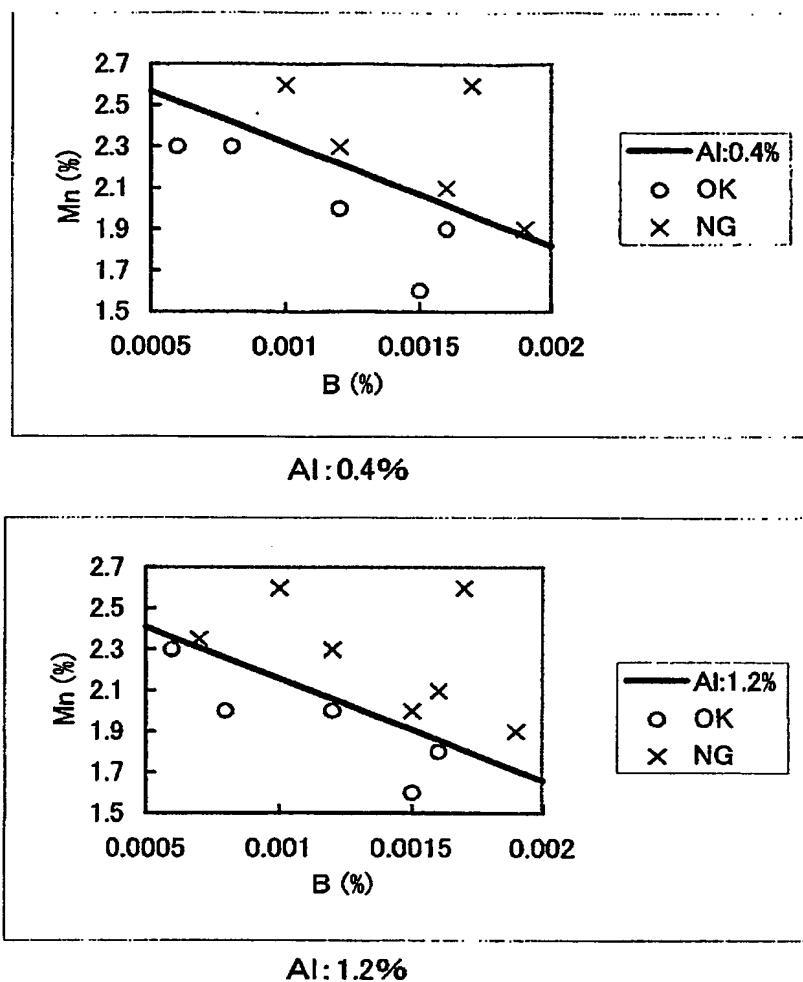
【図3】 延性を確保できる冷却速度と成分の関係を示した図である。

【書類名】 図面

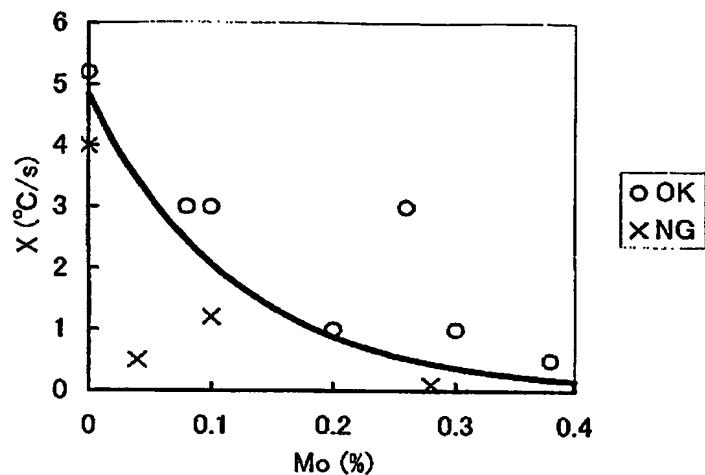
【図1】



【図2】



【図3】



C:0.12%,Si:0.05%,Mn:2.0%,P:0.007%,Al:0.5%

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 成形性に優れた高強度鋼板及びその製造方法を工業的規模で実現する。

【解決手段】 質量%で、C:0.03~0.20%、Si:0.005~0.3%、Mn:1.0~3.1%、P:0.001~0.06%、S:0.001~0.01%、N:0.0005~0.01%、Al:0.2~1.2%，Mo≤0.5%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、さらに、Si、Mn、Alの質量%が、下記(A) (B) (C)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする。

$$(0.0012 \times [\text{TS 狹い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 2.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 \times [\text{Si}] \quad \dots \quad (\text{A})$$

【TS 狹い値】は鋼板の強度設計値で、単位はMpa、[Si]はSiの質量%

$$500 \times [\text{B}] + [\text{Mn}] + 0.2[\text{Al}] < 2.9 \quad \dots \quad (\text{B})$$

【B】はBの質量%、【Mn】はMnの質量%、【Al】はAlの質量%

【選択図】 図1

特願2003-175093

出願人履歴情報

識別番号 [000006655]

1. 変更年月日 1990年 8月10日
[変更理由] 新規登録
住 所 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
氏 名 新日本製鐵株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.